

изделий, что не может гарантировать необходимую работоспособность изделия после шлифования.

Список литературы: 1. Корчак С.Н. Производительность процесса шлифования стальных деталей. «Техника», Киев, 1976. 2. Маталин А.А. Качество поверхности эксплуатационные свойства деталей машин. «Техника», Киев, 1971. 3. Фукс М.С. Беззубенко Н.К., Свердлова Б.М. Состояние поверхностного слоя материалов после алмазной и эльбровой обработки. «Вища школа», Киев, 1979.

Поступила в редколлегию 22.03.07

УДК 621.763:539.4.015

С.И. ЛЯБУК, А.Е. БАРИНЬ, О.И. МАНДИБУРА

О МЕТОДЕ ПОВЫШЕНИЯ РЕЛАКСАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ У8.

В статті запропонован метод підвищення релаксаційної стійкості гетерогенних матеріалів. Був досліджен вплив структурних параметрів на релаксаційну стійкість та залежність коефіцієнтів релаксації від жорсткості іспитувальної машини.

Как известно, релаксационная стойкость (РС) относится к числу важнейших механических характеристик, определяющих служебные свойства материалов [1,2]. В то же время, вопрос о РС сплавов и композитов с гетерогенной структурой, к числу которых относится широкий круг материалов современного машиностроения изучен весьма ограниченно [1].

Согласно существующим представлениям, положительное влияние на РС сплавов оказывают факторы, создающие стабильные препятствия движению дислокаций. Такими препятствиями могут служить высокодисперсные частицы второй фазы, равномерно распределенные по объему зерен металла. Расположение частиц по границам зерен твердого раствора затрудняет взаимное смещение зерен. Равномерное расположение высокодисперсных частиц внутри зерен твердого раствора служит препятствием движению дислокаций и скольжению вдоль границ субзерен, что повышает РС.

С другой стороны для сплавов с дисперсными частицами второй фазы характерно метастабильное состояние, из-за большого количества межфазных поверхностей раздела, способствующих интенсификации процесса релаксации напряжений. При этом уровень прочности подобных сплавов, как правило, достаточно высок [1].

В данной работе были поставлены две основные задачи. Во-первых, анализ возможных способов повышения РС гетерогенных материалов на примере стали У8.

Во-вторых, оценка зависимости релаксационных параметров от жесткости испытательной машины, которая в значительной мере влияет на измеряемые значения РС.

Материал и методика.

В работе исследовались образцы листовой стали У8 (0,8% С), толщиной 0,15 мм, в которой путем специальной термообработки были получены структуры троостита отпуска, сорбита отпуска и перлита отпуска (структуры феррита, в которой распределены различного размера карбиды - Fe₃C).

Термообработка проводилась путем закалки в соляной ванне (HCl) от 800°C и отпуске при 500°C, 600°C и 700°C соответственно.

Механические испытания (при комнатной температуре) заключались в деформировании образцов до напряжения соответствующему условному пределу текучести с уровнем остаточной деформации 0,1% ($\sigma_{0,1}$) с последующей циклической релаксацией напряжений в течение 15 минут (см. схему эксперимента, рис.1).

Для деформирования образцов использовалась универсальная установка TIRAtest – 2300.

Работа проводилась на 3-х типах датчиков, рассчитанных до нагрузок – 10 кт, 100 кт и 1000 кт и имеющих соответствующие уровни жесткости (K_M) – 200 кт/мм, 400 кт/мм и 12000 кт/мм.

Как известно, на релаксацию напряжений значительно влияет жесткость нагружающего устройства. Если деформация машины намного меньше деформации образца:

$$\Delta \varepsilon_M \ll \Delta \varepsilon_{обр} \quad (1),$$

имеем «абсолютно» жесткий режим нагружения, т.е. «чистую» релаксацию.

Для абсолютно жесткого режима справедливо соотношение

$$K_{обр} \ll K_M \quad (2),$$

где $K_{обр}$, K_M – жесткость образца и машины.

При этом

$$K_{обр} = E \frac{S}{l} \quad (3),$$

где E – модуль Юнга;

S – площадь поперечного сечения образца;

l – рабочая длина образца.

В большинстве существующих испытательных машин, как правило, выполняется условие $K_{обр} \leq K_M$.

В случае $K_{обр} > K_M$ (абсолютно податливая система) создаются условия чистой ползучести.

С учетом сказанного, размеры вырезаемых образцов подбирались таким образом, чтобы приблизиться к условию (2) – «чистой» релаксации при работе на датчиках разной жесткости.

При этом в случае $K_M = 200$ кт/мм выполнялось условие $K_{обр} \approx K_M$ для $K_M = 400$ кт/мм – $K_{обр} \approx 0,5 K_M$; $K_M = 1200$ кт/мм – $K_{обр} \approx 0,17 K_M$.

Отметим, что при изготовлении образцов выполнялось условие их геометрического подобия.

Эффективный модуль системы образец – машина M [4], определяемый из соотношения

$$\frac{1}{M} = \frac{1}{E} + \frac{S}{l K_M} \quad (4),$$

во всех вышеперечисленных случаях был достаточно большим для того, чтобы считать релаксацию «чистой», поскольку деформация при релаксации

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \sigma}{M} \quad (5).$$

В соотношении (4) введены следующие обозначения:

S - сечение образца;

l - рабочая длина образца;

K_м - жесткость машины.

Таблица 1. - Значение эффективного модуля образец - машина для разных типов датчиков.

P, кг	10	100	1000
K _м , кг/мм	200	400	12000
M, кг/мм ²	3500	5000	17000

Результаты

После термообработки, как указывалось выше, были получены структуры троостита отпуска, сорбита отпуска и перлита отпуска с размерами зерен и частиц представленными в таблице 2. Видно, что повышение T_{отп} приводит к рекристаллизации ферритных зерен и росту частиц цементита (Fe₃C). Данные измерения структуры оказывают влияние на прочностные характеристики (предел текучести и микротвердость), которые с ростом температуры отпуска снижаются. Так как частицы располагаются в теле зерна, то расстояние между ними существенно меньше размера зерна, поэтому они оказывают основное влияние по сравнению с границами зерен на упрочнение, чем меньше расстояние между частицами, тем выше прочность ($\sigma \sim \lambda^{-1}$) [3].

Таблица 2. - Зависимость механических свойств от температуры отпуска стали У8.

	T _{отп} =500°C	T _{отп} =600°C	T _{отп} =700°C
Микротвердость H _н , кг/мм ²	350	280	180
Предел текучести σ _{0.1} , кг/мм ²	75-80	50-60	40-50
Размер частиц d _н , мкм	0.2	0.3	0.5
Размер зерна L, мкм	1	2	4.5

Релаксационная стойкость определялась по относительной глубине релаксации ($\Delta\sigma/\sigma_0$) [2]. Нагружение производилось на уровне предела текучести σ_{0.1} с последующей релаксацией в течение 15 минут. Чем меньше значение, тем выше релаксационная стойкость. Зависимость релаксационной стойкости (РС) от структуры (T_{отп}) представлена в табл. 3.

Таблица 3. - Зависимость релаксационной стойкости от жесткости датчика.

Жесткость датчиков	Релаксационная стойкость Δσ/σ ₀ , %		
	500°C	600°C	700°C
K _м = 200, кг/мм	3 %	3.8 %	4.5 %
K _м = 400, кг/мм	2.5 %	3.3 %	4.1 %
K _м = 1200, кг/мм	2 %	3.8 %	4.5 %

Из таблицы 3 видно, что чем меньше T_{отп} (соответственно дисперснее структура), тем выше РС. Максимальное значение РС соответствует структурному состоянию после отпуска 500 °С. Также видно, что жесткость нагружения практически не влияет на РС.

Испытание в режиме циклических (повторных) релаксаций выявило значительное упрочнение при релаксации, которое выражалось в уменьшении глубины релаксации - Δσ.

Коэффициент упрочнения - Θ' определяли из соотношения [6]

$$1 + \frac{\delta\sigma}{\Delta\sigma} = (M + \Theta') M \quad (6).$$

$1 + \frac{\delta\sigma}{\Delta\sigma}$ - экспериментально полученная величина, определяемая по кривым релаксации (см. схему, рис.1).

Схема циклической (повторной) релаксации.

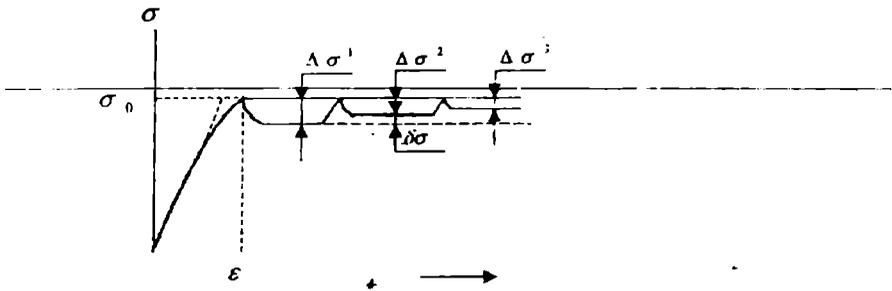


Рис.1. - Кривые релаксации

Зависимость коэффициента упрочнения от температуры отпуска и жесткости представлена на рис 2. Видно, что с увеличением степени дисперсности, коэффициент упрочнения возрастает и достигает максимального значения ($8 \cdot 10^3$ кг/мм) соответствующего структурному состоянию после отпуска 500°C .

Обращает на себя внимание влияние жесткости на РС. Максимальное значение коэффициента упрочнения получено при работе на датчике с максимальной жесткостью ($K_m = 12000$ кг/мм).

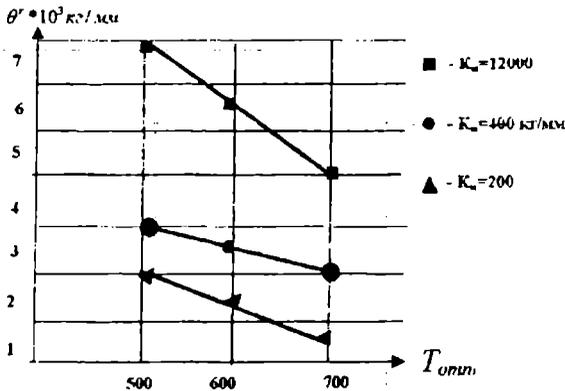


Рис. 2. - Зависимость коэффициента упрочнения от $T_{отп}$ (структуры).

Оказалось, что жесткость датчика влияет также на величину активационного объема (V) - важнейшей характеристике термоактивированного движения дислокаций, определяющей механизм пластической деформации и зависящий от структуры [4,5]. Из графика видно, что чем дисперснее структура и чем выше жесткость, тем меньше значение V . Активационный объем определяется по методике [4].

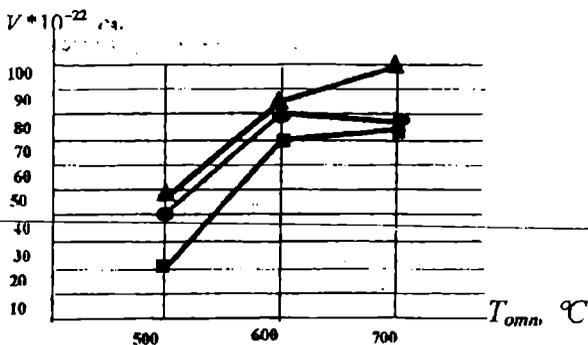


Рис. 3. - Зависимость активационного объема от $T_{отп}$ (структуры).

Обсуждение результатов

Прежде всего, проанализируем влияние структурных параметров (размер зерна и размер частиц) на РС. Так как частицы намного меньше размера зерна и расположены в теле зерна (см. табл.2), то именно они оказывают основное влияние на РС, поскольку определяют величину максимального пробега дислокаций.

Как видно из таблицы 3, с увеличением температуры отпуска РС снижается. Это вызвано ростом размера зерна и частиц. Это неудивительно, так как межфазная энергия поверхности раздела частица-матрица зависит от радиуса частицы $U_{мф} \sim 1/R$, чем больше радиус частицы, тем меньше межфазная энергия, а также взаимодействие матрицы и частицы, т.е. облегчаются релаксационные процессы на границе раздела и, соответственно, снижается РС.

Как указывалось выше, при проведении повторных релаксаций было обнаружено значительное упрочнение в стали (см.рис.2).

— Как известно, пластическая деформация поликристаллов осуществляется путем движения дислокаций:

$$\epsilon = b l \rho \quad (7),$$

ρ — плотность подвижных дислокаций;

b — длина свободного пробега дислокации

l — вектор Бюргерса.

Из формулы (7) видно, что чем больше l и ρ , тем больше ϵ . Длину свободного пробега (l) могут ограничивать различные барьеры на пути движения дислокаций, поэтому чем больше плотность препятствий движению дислокаций, тем меньше и значение пластической деформации. Поскольку глубина релаксации $\Delta\sigma$ определяется величиной пластической деформации ϵ , то чем меньше размеры зерна феррита и частиц цементита, тем меньше ϵ и, следовательно, величина $\Delta\sigma$ ($\Delta\sigma/\sigma_0$). Этот результат означает увеличение РС.

По-видимому, дисперсные частицы Fe_3C , выступающие в качестве стопоров на пути дислокаций, уменьшают длину свободного пробега дислокаций (l) и снижают плотность подвижных дислокаций (ρ), тем самым уменьшая $\Delta\sigma/\sigma_0$.

Поэтому при первом нагружении образца и последующей релаксации, дислокации задерживаются частицами Fe_3C .

Повторные нагружения на том же уровне ($\sigma_{0.1}$) приводят к уменьшению плотности подвижных дислокаций и закреплению их на частицах. Эксперименты показали, что упрочнение при релаксации возрастает в случае более дисперсной структуры (отпуск $500^\circ C$).

При сравнении активационного объема стали с различными размерами карбидов, обращает на себя внимание уменьшение величины V при уменьшении размера карбидов Fe_3C (см. рис.3).

Этот факт объясняется соотношением:

$$V = bdl \quad (8),$$

d – размер препятствия;

l – термоактивируемый участок дислокации.

Чем дисперснее структура (искажения кристаллической решетки возрастают), тем меньше l , а, соответственно, и V .

При оценке активационного объема необходимо учитывать обнаруженное упрочнение. Таким образом, истинное значение V получаем при делении кажущегося значения V на величину относительного коэффициента упрочнения

$$1 + \frac{\delta\sigma}{\Delta\sigma}$$

$$V^* = V / \left(1 + \frac{\delta\sigma}{\Delta\sigma}\right) \quad (9).$$

На основании вышеизложенного, можно сделать следующие выводы:

1. Метод циклических релаксаций является эффективным методом повышения РС гетерогенных материалов. При этом величина пластической деформации не превышает уровня 0,1%.
2. РС возрастает с увеличением дисперсности структуры (уменьшение размера зерна и, в особенности размера частиц упрочняющей фазы).
3. Коэффициент упрочнения при релаксации зависит от жесткости машины.
4. При оценке истинного значения активационного объема необходимо учитывать упрочнение при релаксации.

Список литературы: 1. А.И.Ильинский Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок. Изд-во «Металлургия», М.,1986. 2. А.М.Борздыка, Л.Б.Гецов, Релаксация напряжений в металлах и сплавах. Изд-во «Металлургия», М.1978. 256стр. 3. М.И.Гольштейн, А.М. Фарбер. Дисперсионное упрочнение стали. М.1979. 200стр. 4. В.И.Доценко, А.И.Ляда. Современные проблемы низкотемпературной пластичности материалов. 1987. 5. В.З.Бентус, Е.Д.Табачникова, Деформационное упрочнение при релаксации напряжений ФТТ, Т18, №2, 1976, стр.872. 6. В.И. Доценко, Анализ кинетики релаксации напряжений = возможности разделения компонент при низких температурах. Проблемы прочности №11. 1974.

Поступила в редакцию 04.04.82